

# チタン合金 Ti-6Al-4V のファイバーレーザ・ミグアークハイブリッド溶接性に関する基礎的検討

山本 尚嗣<sup>1</sup> 廖 金孫<sup>1</sup> 村上 孝浩<sup>2</sup> 中田 一博<sup>2</sup>

<sup>1</sup>株式会社栗本鐵工所技術開発室

<sup>2</sup>大阪大学接合科学研究所

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 77, No. 3 (2013), pp. 94-100

© 2013 The Japan Institute of Metals and Materials

## Fundamental Study on Fiber Laser-MIG Arc Hybrid Weldability of Ti-6Al-4V Titanium Alloy

Naotsugu Yamamoto<sup>1</sup>, Jinsun Liao<sup>1</sup>, Takahiro Murakami<sup>2</sup> and Kazuhiro Nakata<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Technology Development Division, Kurimoto Ltd., Osaka 559-0021

<sup>2</sup>Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Osaka 567-0047

Ti-6Al-4V alloy plates with thickness of 5 and 12 mm were respectively welded using hybrid welding process of 10 kW class fiber laser and pulsed metal inert gas (MIG) arc, and their hybrid weldability was investigated in the present study. For the plate with thickness of 5 mm, sound welded joints can be acquired by single-pass welding, and the joint strength is the same as that of base metal. For the plate with thickness of 12 mm, welded joints with good bead appearance can be obtained by single pass welding from both sides, and the joint strength is almost the same as that of base metal. The hardness of both weld metal and heat affected zone of these welded joints is higher than that of base metal because of the formation of martensite.

(Received November 16, 2012; Accepted December 17, 2012; Published March 1, 2013)

**Keywords:** hybrid welding, high power fiber laser, pulsed metal inert gas welding, Ti-6Al-4V titanium alloy, mechanical properties

## 1. 緒 言

チタンは高い比強度と耐熱性を有しており、その特徴からチタン合金は主として航空機材料、なかでもジェットエンジン部品に主に用いられる。また、純チタンは優れた耐食性を有しており、各種化学石油プラントにも多く用いられている。さらには、海水淡水化プラント熱交換器として、薄肉チタン溶接管を適用する事例もある<sup>1)</sup>。このようにチタンおよびチタン合金の適用範囲は広く、今後もチタン産業および研究・開発が活発化していくことが期待される。

チタンの用途が拡大していく中で、溶接・接合は不可欠な技術であり、その高能率化や自動化などのさらなる発展が望まれている。高能率な溶接法としては、深溶け込みが期待できる電子ビーム溶接やレーザ溶接が挙げられる<sup>2,3)</sup>。特に、レーザ溶接は大気中での溶接が可能であり、制御も容易なため、近年のチタンおよびチタン合金の溶接技術の研究にはレーザ溶接が用いられている<sup>4-7)</sup>。しかし、レーザ溶接はレーザビーム径が1 mm以下と小さく、かつ溶加材ワイヤの供給が困難なために継手ギャップ裕度が小さく、開先加工に高い加工精度が要求され、構造物への適用には困難が伴う。そこで注目されている溶接法がアーク溶接とレーザ溶接を組み合わせたレーザ・アークハイブリッド溶接(以下ハイブリッド溶接)である。ハイブリッド溶接はアーク溶接とレーザ溶接の欠点を補完することができるため、ギャップ裕度の問

題を解決し、より高能率な溶接が期待できる。しかしながらチタンやチタン合金に対するハイブリッド溶接の適用の報告は見受けられなかったため、著者らはこれまでに純チタンのハイブリッド溶接性について報告した<sup>8,9)</sup>。

本研究では、ファイバーレーザとミグ溶接を組み合わせたハイブリッド溶接をチタン合金 Ti-6Al-4V に適用し、その基礎的な溶接性に関する検討を行った。

## 2. 実験方法

供試材は板厚 5 mm および 12 mm (幅 100 mm × 長さ 300 mm) のチタン合金 Ti-6Al-4V であり、それらの化学成分を Table 1 に示す。溶接ワイヤは、チタン合金 Ti-6Al-4V 用ミグ溶接ワイヤ S Ti 6400J(WT5G) である。ワイヤ径は 1.2 mmφ であり、化学成分を Table 2 に示す。このミグ溶接ワイヤは特殊な表面処理が施され、表面に酸素濃化層が存在し<sup>10)</sup>、そのため不活性ガス下で溶接中にアークが不安定になる問題が改善される。

レーザは波長 1070 nm のファイバーレーザであり、最大出力 10 kW のファイバーレーザ発信器を用いた。ミグアークは DC500A インバータ制御パルスミグアーク溶接機を用い、パルスアーク溶接を行った。構築したハイブリッド溶接ヘッドを Fig. 1 に示す。レーザは供試材に対して垂直から 10° 傾斜条件で、アークは供試材に対して垂直から 25° 傾斜条件で溶接を行った。レーザビーム伝送のファイバー径は

Table 1 Chemical compositions of specimens used.

Material	Chemical composition (mass%)							
	Fe	O	H	N	C	Al	V	Ti
Ti-6Al-4V ( $t=5$ mm)	0.19	0.175	0.008	0.002	0.013	6.47	3.92	Bal.
Ti-6Al-4V ( $t=12$ mm)	0.16	0.176	0.005	0.005	0.017	6.26	4.06	Bal.

Table 2 Chemical composition of welding wire used.

Material	Chemical composition (mass%)							
	Fe	O	H	N	C	Al	V	Ti
S Ti 6400J	$\leq 0.3$	0.16	0.008	$\leq 0.05$	0.007	5.93	4	Bal.

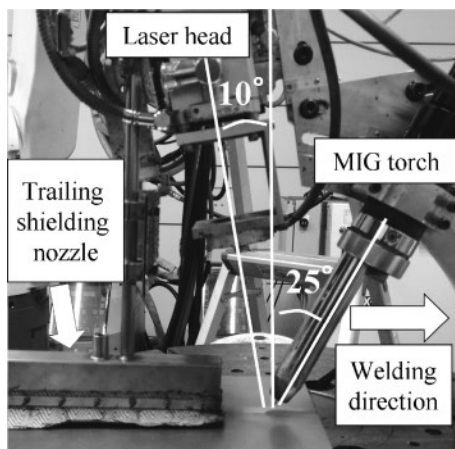


Fig. 1 Setup of 10 kW fiber laser head and MIG arc torch for hybrid welding.

0.3 mm, 焦点距離は 310 mm, 焦点位置でのビーム径は 0.48 mm である. ハイブリッド溶接はアーク先行溶接で行い, レーザ・アーク間距離は 2 mm で固定し, ワイヤ突き出し長さも 15 mm で固定した (Fig. 1 に示す Trailing shield nozzle を装置の構造上 MIG トーチ側に設置するのが困難であったため本研究ではレーザー先行の検討を行っていない). 溶接前処理として接合面をエメリー紙によって酸化膜を除去し, アセトンにより脱脂を行った. シールドガスには純 Ar を用い, 流量をトーチシールドは 30 L/min, トレーリングシールドは 50 L/min, バックシールドは 30 L/min とした. 本研究では, 主にビードオンプレート溶接を行った. 突合せ溶接を行う場合には, 試験片に I 型開先加工を行った. 実験条件をまとめて Table 3 に示す.

溶接部外観検査, X 線透過写真, マクロおよびミクロ組織観察により溶接部の割れ等の欠陥発生の評価を行った. マクロ組織観察は, 研磨後, 腐食液としてフッ酸, 硝酸および蒸留水を体積比率 1 : 1 : 8 の混合液を用いて試料表面を腐食して行った. ミクロ組織観察は, 粗研磨後, 室温下で過塩素酸, n-ブチルアルコールおよびメタノールを体積比率 1 : 7 : 10 の混合溶液中で 25 V の電圧で 30 秒間の電解研磨を施し, 上記の腐食液を用いて試料表面を腐食して行った. 溶接部の硬さ試験はマイクロピッカース硬度計により荷重

Table 3 Parameters for hybrid welding.

Laser	Power	6~10 kW
	Defocused distance	-12, 0 mm
MIG arc	Current	100~200 A
	Shield gas	Pure Ar
Welding speed		2~5 m/min
Laser-MIG distance		2 mm
Wire extension		15 mm
Welding direction		Arc leading and laser trailing

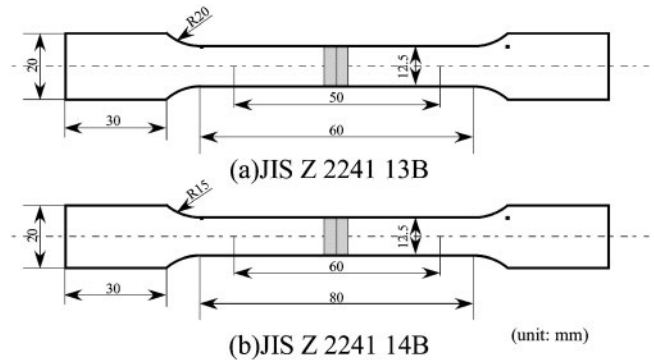


Fig. 2 Dimensions of test pieces for the tensile test.

0.98 N (保持時間 15 s) で行った.

溶接部の機械的特性を評価するために, 突合せ溶接継手に対して継手引張試験を行った. 試験を実施するにあたって板厚 5 mm では JIS Z 2241 13B 号試験片 (表裏を平滑になるまで研削), 板厚 12 mm では JIS Z 2241 14B 号試験片 (表裏を平滑になるまで研削) を作製した. それぞれの試験片形状および寸法を Fig. 2 (a) および (b) に示す. 試験温度は室温で, 引張速度 (治具の移動速度) は,  $3.33 \times 10^{-2}$  mm/s である.

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 板厚 5 mm のチタン合金 Ti-6Al-4V の溶接性

純チタンのハイブリッド溶接<sup>8)</sup>およびチタン合金 Ti-6Al-4V のレーザー溶接<sup>6)</sup>の条件範囲を参考にし, チタン合金 Ti-6Al-4V に対するハイブリッド溶接の適用の可能性を検討した. レーザ出力 8 kW に固定し, アーク電流 100~200 A, 溶接速度 2~4 m/min をそれぞれ変化させた条件でビードオンプレート溶接を行った. それらの溶接ビード外観, X 線透過写真および断面マクロ組織写真を Fig. 3 に示す. いずれの溶接速度でもアーク電流 100 A では溶接ビード形成が不安定であったが, 150 A 以上の場合には溶接ビード形成は安定した. また, 溶接速度 3 m/min を超える条件では溶け落ちも減少した. Fig. 4 はレーザー出力 10 kW, アーク電流 200 A に固定した条件で溶接速度を 3~5 m/min まで変化した結果である. いずれの溶接速度においても良好な溶接ビードが形成された. また, この場合も溶接速度が 3 m/min を超える条件では溶け落ちが減少した. 以上より, チタ

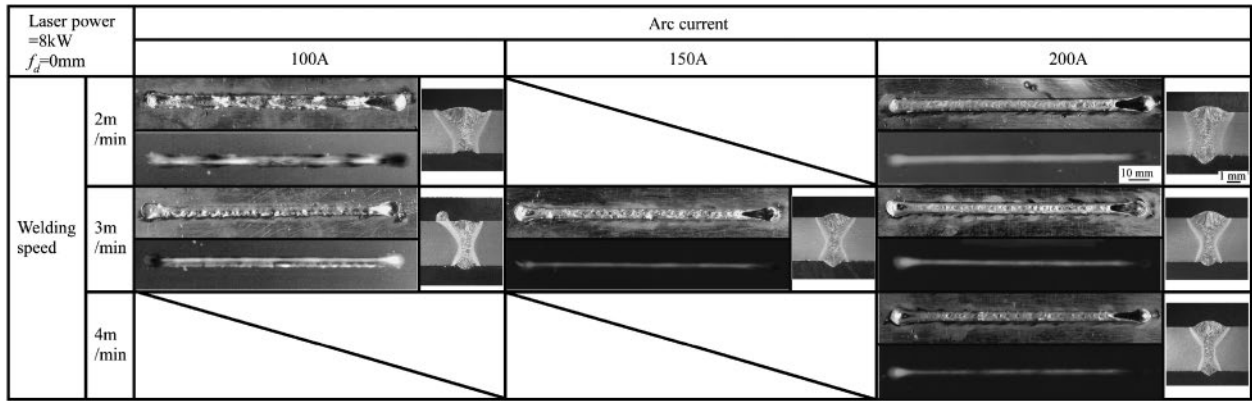


Fig. 3 Bead appearances, X-ray radiographs and cross sections of welded joints of 5 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding with different arc currents and welding speeds.

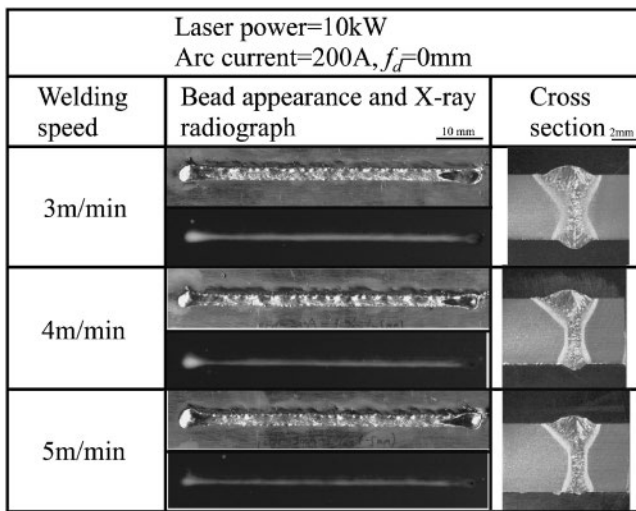


Fig. 4 Bead appearances, X-ray radiographs and cross sections of fully-penetrated welded joints of 5 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by hybrid welding with different welding speeds.

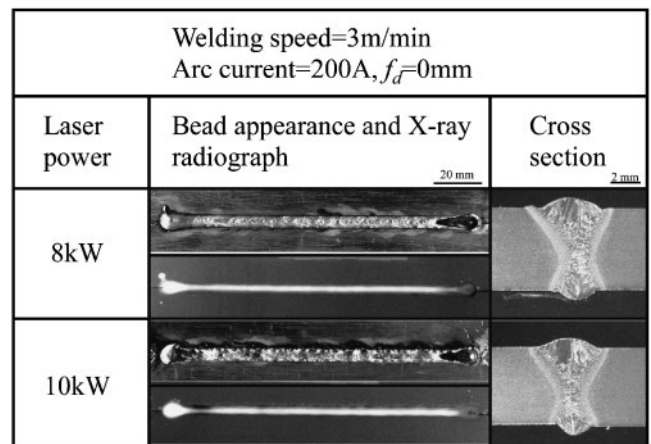


Fig. 5 Bead appearances, X-ray radiographs and cross sections of fully-penetrated welded joints of 5 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding with different laser power.

ン合金 Ti-6Al-4V に対してハイブリッド溶接の適用は可能であり、純チタンと同様に良好な溶接ビードが形成されることが明らかとなった。溶接条件範囲についても純チタンとはほぼ同等の範囲において溶接可能であった。

次に、機械的特性を評価するため、良好な溶接ビードが形成されたレーザー出力 8 kW および 10 kW，アーク電流 200 A，溶接速度 3 m/min の条件において I 型開先突合せ溶接を行った。そのビード外観，X 線透過写真および断面マクロ組織写真を Fig. 5 に示す。突合せ溶接においても，X 線透過写真において確認される内部欠陥はなく，良好な溶接ビードが形成された。レーザー出力 10 kW，溶接速度 3 m/min，アーク電流 200 A の条件で得られた継手の断面ミクロ組織を Fig. 6 に示す。母材 (BM) と熱影響部 (HAZ) の境界および HAZ と溶接金属 (WM) の境界を点線で示す。SEM によって観察された BM, HAZ および WM の断面ミクロ組織を Fig. 7(a)~(c) にそれぞれ示す。また図中の矢印で示した領域の EDX 点分析結果を Table 4 に示す。Fig. 7(a) に示すように，BM はマトリックス組織  $\alpha$  と白い粒状組織  $\beta$  か

らなっていた。HAZ と WM の組織は BM とは異なっており，Fig. 7(b) に示すように HAZ の組織はマトリックス組織 A，白い粒状組織 B，塊状組織 C および針状組織 D からなっていた。これらは点分析結果および組織形態から A は  $\alpha$  相，B は  $\beta$  相，C は旧  $\beta$  相から変態した  $\alpha$  相，針状組織 D はマルテンサイト  $\alpha'$  であると考えられる。WM の組織は Fig. 7(c) に示すようにほぼ全面で針状組織 E, F からなっており，これらは点分析結果および組織形態から，マルテンサイト  $\alpha'$  であると考えられる。

機械的特性を評価するため，ビッカース硬さ試験および継手引張試験を行った。ビッカース硬さ試験の測定位置は板厚中央部であり，その結果を Fig. 8 に示す。いずれの条件においても，HAZ および WM において硬化していた。硬化の主な理由は組織観察で確認されたマルテンサイト  $\alpha'$  の生成であると考えられる。

継手引張試験の結果をまとめたグラフを Fig. 9 に示す。すべての継手において母材破断を呈しており，引張強度および伸びは母材と同程度であった。母材破断を呈したのは，WM および HAZ がマルテンサイト  $\alpha'$  により硬化していたためと考えられる。

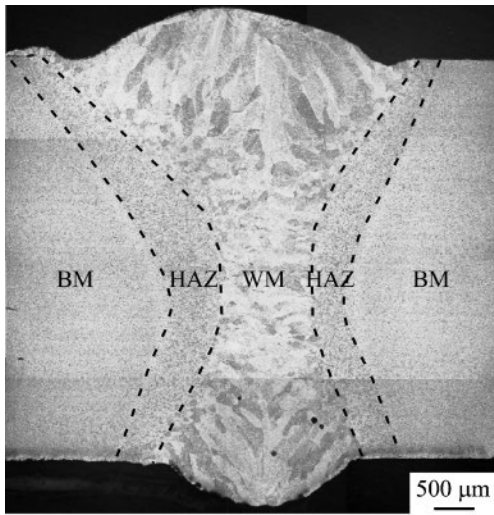


Fig. 6 Macrostructure of fully-penetrated welded joint of 5 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding at 10 kW, 3 m/min, 200 A and  $f_d=0$  mm.

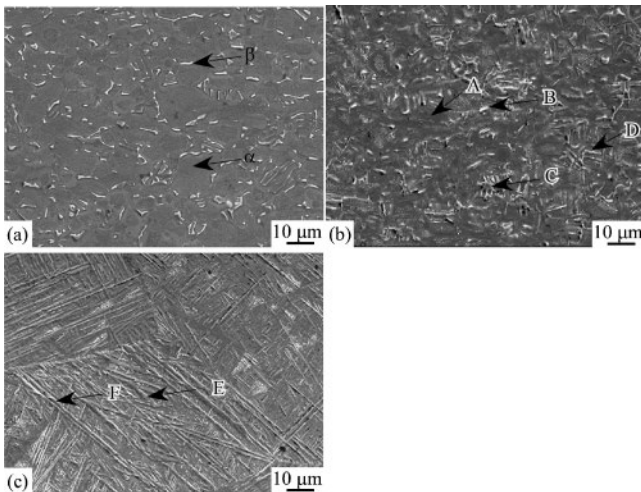


Fig. 7 Microstructures of at regions of fully-penetrated welded joint of 5 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding at 10 kW, 3 m/min, 200 A and  $f_d=0$  mm: (a) BM, (b) HAZ and (c) WM.

### 3.2 板厚 12 mm のチタン合金 Ti-6Al-4V の溶接性

純チタンのハイブリッド溶接の結果<sup>9)</sup>を参照に、両面 1 パス溶接が可能な溶接条件を選定し、板厚 12 mm のチタン合金 Ti-6Al-4V を用いて I 型開先突合せ継手を作製しハイブリッド溶接を行った。用いた溶接条件は溶接速度 2 m/min, アーク電流 150 A, レーザ焦点位置 -12 mm で 1 パス目をレーザー出力 8~10 kW, 2 パス目をレーザー出力 6~10 kW まで変化させて溶接を行った。その断面マクロ組織写真を Fig. 10 に示す。断面マクロ組織観察から 1 パス目をレーザー出力 10 kW, かつ 2 パス目をレーザー出力 8~10 kW の場合にのみ十分な完全溶け込み溶接となり、他の条件では部分溶け込み溶接となった。完全溶け込み溶接が可能な条件の溶接ビード外観, X 線透過写真および断面マクロ組織写真を Fig. 11 に示す。いずれの条件においても X 線透過写真においてポロシティが確認された。レーザー出力が 1 パス目, 2 パ

Table 4 Chemical compositions at different positions in the typical regions in Fig. 7.

Region	Position and morphology	Composition result (mass%)			Phase structure
		Ti	Al	V	
BM	Matrix	91.53	6.05	2.42	Original $\alpha$
	White granular $\beta$	76.53	2.63	20.78	Original $\beta$
	Gray equiaxed A	91.78	5.9	2.32	Original $\alpha$
	White granular B	80.15	3.45	16.4	Original $\beta$
HAZ	Gray blocky C	91.96	6.26	1.78	Transformed $\alpha$ from the prior $\beta$
	Gray acicular phase D	92.1	5.77	2.13	Martensite $\alpha'$ from the prior $\beta$
WM	Gray acicular phase E	90.25	6.16	3.6	Martensite $\alpha'$ from the prior $\beta$
	Gray acicular phase F	91.06	5.7	3.24	Martensite $\alpha'$ from the prior $\beta$

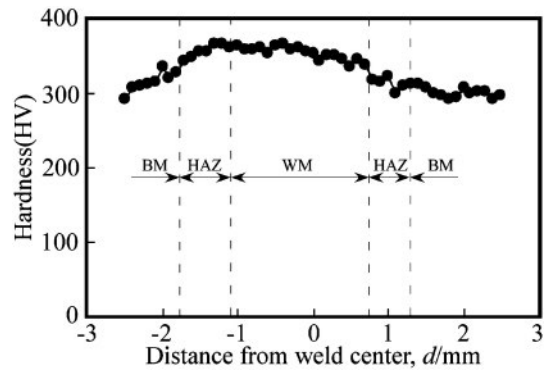


Fig. 8 Hardness distributions on the cross section along the center of plate of fully-penetrated welded joint of 5 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding at 10 kW, 3 m/min, 200 A and  $f_d=0$  mm.

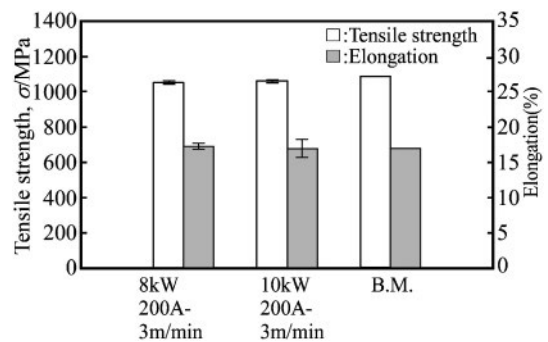


Fig. 9 Tensile test results of hybrid welded joints of Ti-6Al-4V titanium alloy with thickness of 5 mm.

ス目ともに 10 kW の条件の溶接部断面におけるポロシティ発生位置の拡大図を Fig. 12 に示す。ハイブリッド溶接は溶接部上部のアーク溶接部と下部のレーザー溶接部に分けられ、ポロシティの発生箇所は主に 2 パス目のレーザー溶接部の中央であった。鉄鋼材料におけるレーザー溶接およびハイブリッド溶接のポロシティ発生機構はすでに多く研究されており<sup>11-13)</sup>, キーホール先端が分離し, ポロシティとなることが明らかになっている。チタン合金のハイブリッド溶接にお

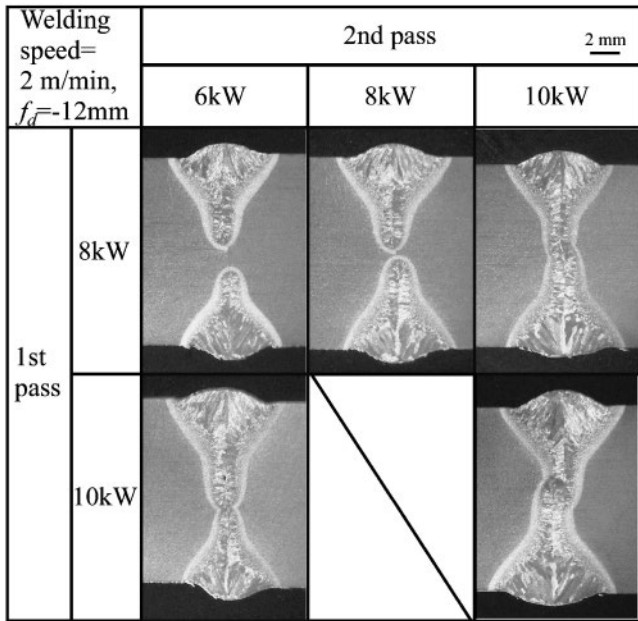


Fig. 10 Cross sections of square-groove butt welded joints of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding from both sides with different laser powers.

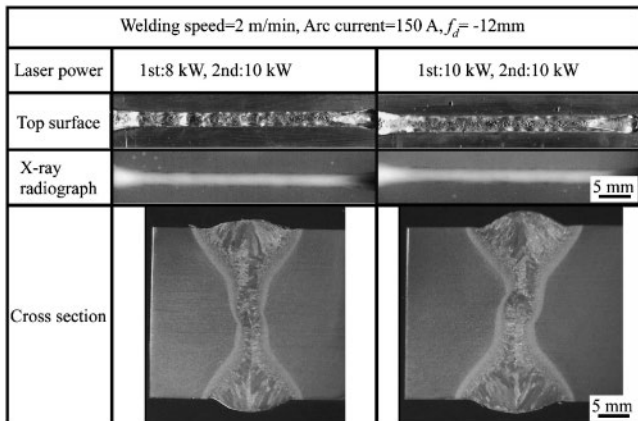


Fig. 11 Bead appearances, X-ray radiographs and cross sections of square-groove butt welded joints of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding from both sides with different laser power.

いても鉄鋼材料と同様に、ポロシティはキーホール先端が分離したことにより発生し、溶接金属内に残留したものと思われる。2パス目の溶接部に観察された理由に関しては、1パス目の溶接によって開先面がやや開いたため、ポロシティが発生しやすくなったためと推測される。また、レーザ溶接による両面1パス溶接ではポロシティが確認されなかったにもかかわらず、ハイブリッド溶接でポロシティが多く確認されたことに関しては何らかの理由によって、キーホール先端が不安定になったのではないかと考えられる。

レーザ出力が1パス目、2パス目ともに10kWの条件の溶接部断面のBM, HAZおよびWMのマイクロ組織のSEM観察結果をFig. 13(a)~(c)にそれぞれ示す。前述の板厚5mmチタン合金板のハイブリッド溶接と同様に、BMでは $\alpha$ 相および $\beta$ 相, HAZでは $\alpha$ 相,  $\beta$ 相, 旧 $\beta$ 相から変態した

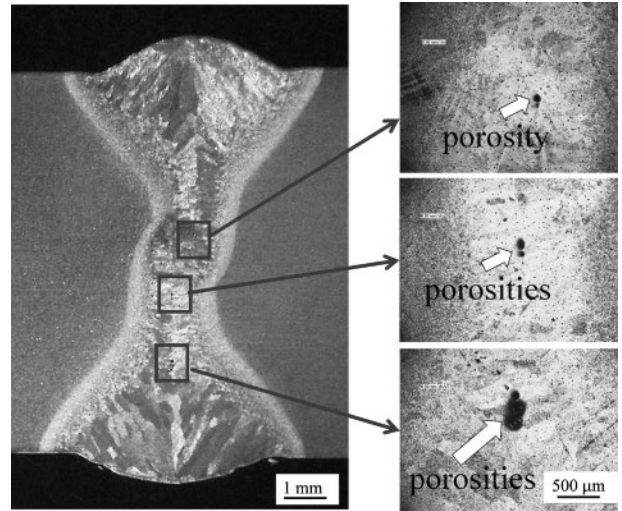


Fig. 12 Low magnification overview of cross-section and microstructure at various regions at square-groove butt welded joints of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding from both sides at 10 kW, 150 A, 2 m/min and  $f_d = -12$  mm.

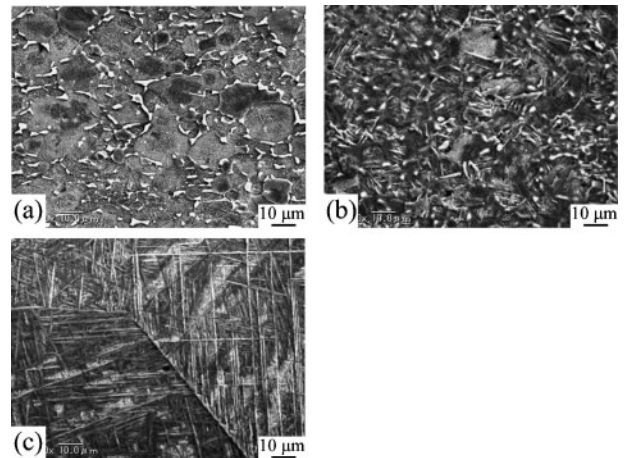


Fig. 13 Microstructures at various regions of hybrid welded joints of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding from both sides at 10 kW, 150 A, 2 m/min and  $f_d = -12$  mm: (a) BM, (b) HAZ and (c) WM.

$\alpha$ 相およびマルテンサイト $\alpha'$ , WMではほぼ全面でマルテンサイト $\alpha'$ が観察された。次に各領域に対してEDXによる元素マップ分析を行った結果をFig. 14に示す。BMでは $\beta$ 安定化元素であるVが点在していたのに対し、HAZではその割合が減少し、WMではVの集中はみられなかった。このことは $\beta$ 相の割合がBMからWMに向かって減少していることを示唆している。

機械的特性を評価するため、レーザ出力が1パス目、2パス目ともに10kWの条件の溶接部断面のビッカース硬さ試験(測定位置は板厚中央部)を行った。その結果をFig. 15に示す。HAZおよびWMで硬化を示しており、これはマイクロ組織観察において観察されたマルテンサイト $\alpha'$ がHAZの一部およびWMの全面で生じていたためと考えられる。継手引張試験の結果をまとめたグラフをFig. 16, 破断後の試験片をFig. 17(a)および(b)に示す。Fig. 17(a)は、レーザ

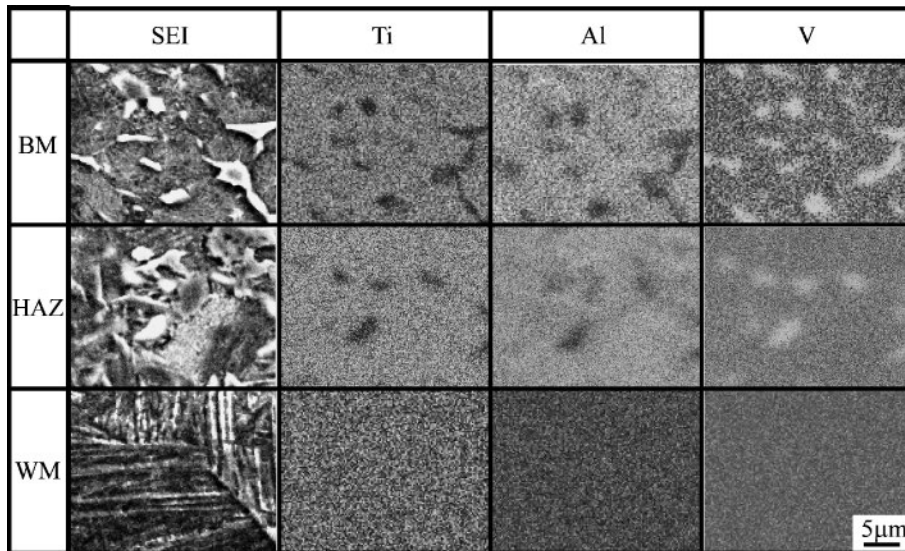


Fig. 14 Element map analysis at various regions of hybrid welded joints of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding from both sides at 10 kW, 150 A, 2 m/min and  $f_d = -12$  mm.

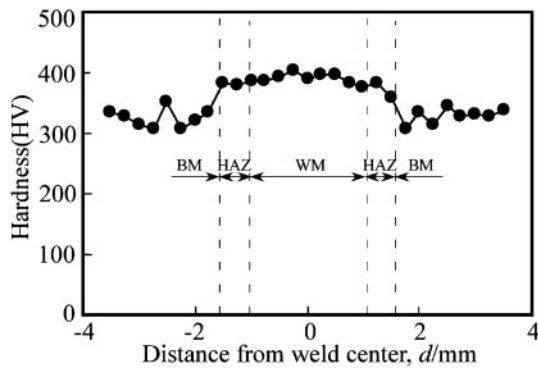


Fig. 15 Hardness distribution on the cross section along the center of plate of weld bead by hybrid welded joint of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by single-pass hybrid welding from both sides at 10 kW, 150 A, 2 m/min,  $f_d = -12$  mm.

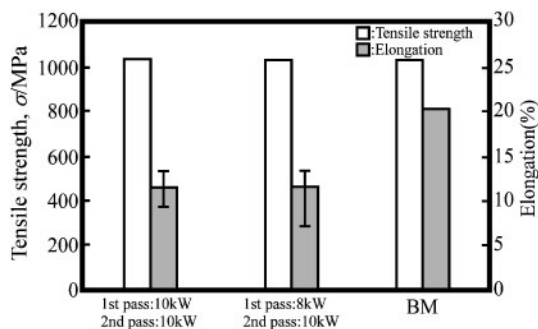


Fig. 16 Tensile test results of hybrid welded joints of Ti-6Al-4V titanium alloy with thickness of 12 mm.

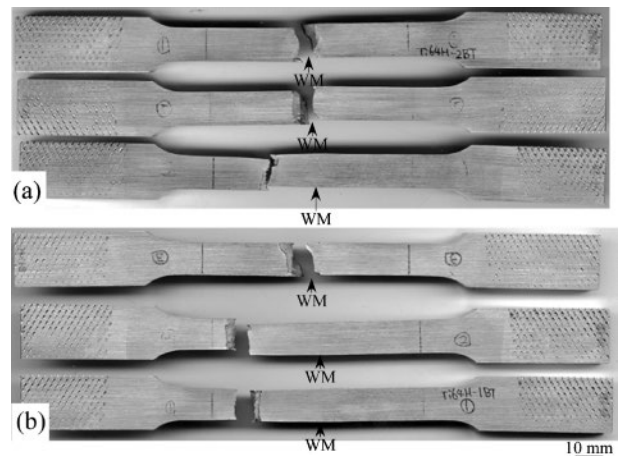


Fig. 17 Photographs of tested specimens of welded joints of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by hybrid welding with different laser powers: (a) 8 kW-10 kW, (b) 10 kW-10 kW.

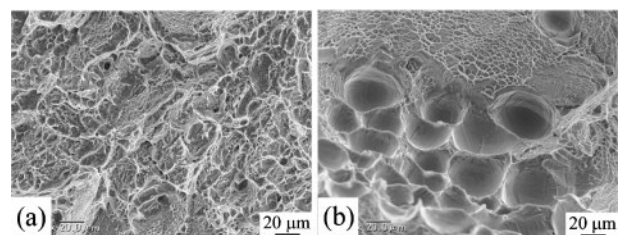


Fig. 18 Fractography of tensile specimen of welded joint of 12 mm thick Ti-6Al-4V titanium alloy by hybrid welding at 10 kW, 150 A, 2 m/min and  $f_d = -12$  mm: (a) ductile and (b) porosity.

出力が 1 パス目 8 kW, 2 パス目 10 kW の条件であり, 2 本は溶接金属部で破断し, 1 本は母材破断を呈した. Fig. 17 (b)は, レーザ出力が 1 パス目, 2 パス目ともに 10 kW の条件であり, 1 本は溶接金属部で破断し, 2 本は母材破断を呈した. そこで, SEM によって, 両面とも 10 kW の条件の溶接金属部で破断した試験片の破断面観察を行った. その結果

を Fig. 18(a)および(b)に示す. 破断面から Fig. 18(a)に示すようなディンプルパターンが観察され, 延性破壊であることが分かった. しかしながら, Fig. 18(b)に示すように破断面にポロシティと思われる大きなくぼみが多く存在した. この存在によって溶接金属部の断面積が減少し, 硬化しているにもかかわらず溶接金属部において破断に至ったと考えられ

る。母材破断した試験片は、溶接金属中のポロシティが少なかったと推測できる。

#### 4. 結 言

板厚 5 mm および 12 mm のチタン合金 Ti-6Al-4V に 10 kW 級ファイバーレーザとミグアークによるハイブリッド溶接を適用し、それらの溶接性を検討した。本研究の溶接条件範囲で得られた結果は以下ようになる。

(1) 板厚 5 mm のチタン合金 Ti-6Al-4V に対してハイブリッド溶接を適用したところ、良好な 1 パス貫通溶接ビードが形成され、継手引張試験ではすべての継手で母材破断を呈した。

(2) 板厚 12 mm のチタン合金 Ti-6Al-4V に対して板厚 12 mm の純チタンの際と同条件でハイブリッド溶接を適用したところ、良好な両面 1 パス溶接ビードが形成され、継手引張試験では一部溶接金属での破断を呈したが、継手強度は母材と同程度であった。

(3) チタン合金 Ti-6Al-4V の溶接金属はすべて硬化しており、ミクロ組織観察の結果から硬化はマルテンサイト  $\alpha'$  の生成によるものと考えられる。

本研究に対して有益なご討議を頂きました大阪大学接合科学研究所津村卓也助教に深謝いたします。

#### 文 献

- 1) S. Akiyama *et al.*: The Society for Technology of Plasticity: *Fundamentals Titanium and Its Works*, (Corona Publishing, Japan, 2008) p. 5.
- 2) Q. Yunlian, D. Ju, H. Quan and Z. Liying: *Mater. Sci. Eng. A* **280**(2000) 177-181.
- 3) P. E. Denny and E. A. Metzbower: *Weld. J.* **68**(1989) 342-346.
- 4) F. Ciaizzo, F. Curcio, G. Daurelio and F. M. C. Minutolo: *Journal of Materials Processing Technology* **149**(2004) 546-552.
- 5) H. Liu, K. Nakata, N. Yamamoto and J. Liao: *Sci. Technol. Weld. Joining* **16**(2011) 581-585.
- 6) H. Liu, K. Nakata, N. Yamamoto and J. Liao: *J. Mater. Sci.* **47**(2012) 1460-1470.
- 7) H. Liu, K. Nakata, J. X. Zhang, N. Yamamoto and J. Liao: *Mater. Charact.* **65**(2012)1-7.
- 8) T. Murakami, K. Nakata, N. Yamamoto and J. Liao: *Mater. Trans.* **53**(2012) 1017-1021.
- 9) N. Yamamoto, J. Liao, T. Murakami and K. Nakata: *J. Japan Inst. Metals* **77**(2013) 39-43.
- 10) H. Horio, M. Tyujyoya and H. Minamikawa: *Materia Japan* **44**(2005) 154-156.
- 11) Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: *Journal of JWS* **24**(2006) 149-161.
- 12) I. Kawaguchi, S. Tsukamoto, G. Arakane and H. Honda: *Journal of JWS* **23**(2005) 259-264.
- 13) I. Kawaguchi, S. Tsukamoto, G. Arakane and K. Nakata: *Journal of JWS* **25**(2007) 328-335.